

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000073147
PUBLICATION DATE : 07-03-00

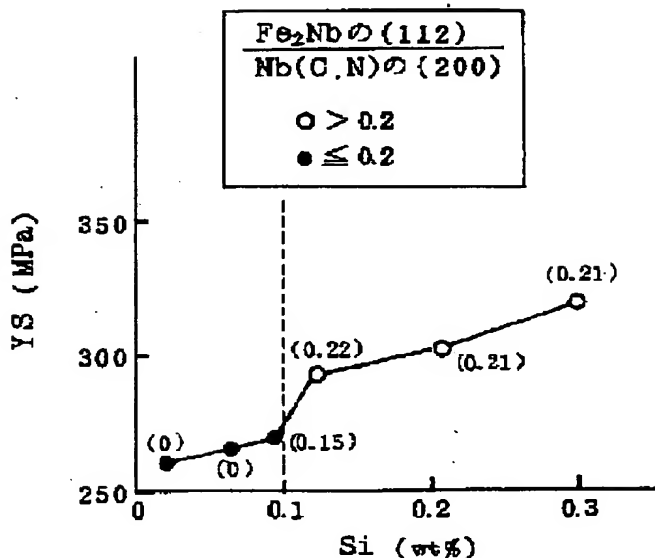
APPLICATION DATE : 27-08-98
APPLICATION NUMBER : 10241647

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SATO SUSUMU;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/58

TITLE : CHROMIUM-CONTAINING STEEL
EXCELLENT IN HIGH TEMPERATURE
STRENGTH WORKABILITY AND
SURFACE PROPERTY



ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a stock applicable to a wide temp. range from high temp. parts to low temp. parts of an exhaust member, excellent in high temp. strength and workability and having good surface properties.

SOLUTION: This steel has a compsn. contg., by weight, $\leq 0.02\%$ C, $\leq 0.10\%$ Si, 0.4 to 0.2% Mn, $\leq 0.04\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, 3.0 to 20% Cr, $\leq 1.0\%$ Ni, $\leq 0.02\%$ N and 0.2 to 1.0% Nb, contg., at need, one or more kinds among $\leq 0.5\%$ Ti, $\leq 0.5\%$ Zr, $\leq 0.5\%$ V, $\leq 0.5\%$ Al, $\leq 3.0\%$ Mo, $\leq 1.0\%$ Cu, $\leq 0.3\%$ rare earth metals, $\leq 0.03\%$ Ca and 0.005% B, and the balance Fe with inevitable impurities, and, in the steel before working, the content of Nb as Fe₂Nb Laves phases is suppressed to low value.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-73147

(P2000-73147A)

(43) 公開日 平成12年3月7日(2000.3.7)

(51) Int.Cl.⁷

C 2 2 C 38/00
38/58

識別記号

3 0 2

F I

C 2 2 C 38/00
38/58

テーマコード(参考)

3 0 2 Z

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 6 頁)

(21) 出願番号

特願平10-241647

(22) 出願日

平成10年8月27日(1998.8.27)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 宮崎 淳

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(72) 発明者 石井 和秀

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100080687

弁理士 小川 順三 (外1名)

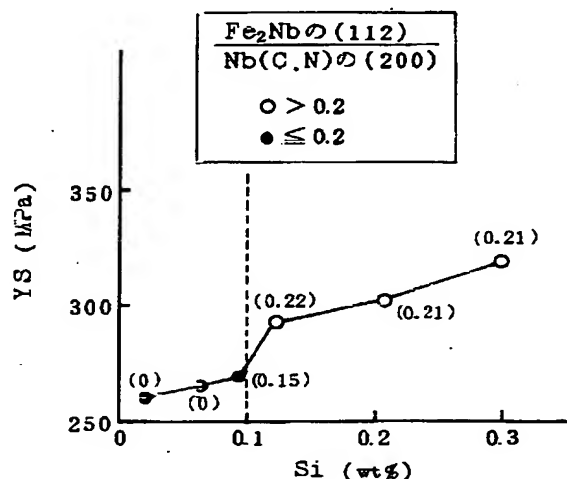
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼

(57) 【要約】

【課題】 排気系部材の高温部から低温部までの広い温度範囲に適用可能な、高温強度および加工性に優れるとともに、良好な表面性状を有する素材を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.02%以下、Si:0.10%以下、Mn:0.4~2.0%、P:0.04%以下、S:0.02%以下、Cr:3.0~20%、Ni:1.0%以下、N:0.02%以下、Nb:0.2~1.0%を含み、必要に応じて、Ti:0.5%以下、Zr:0.5%以下、V:0.5%以下、Al:0.5%以下、Mo:3.0%以下、Cu:1.0%以下、REM:0.3%以下、Ca:0.03%以下およびB:0.005%以下のうちの1種以上を含有し、残部はFeおよび不可避免的不純物とし、加工前の鋼中にはFe₂Nb ラーベス相としてのNbを低値に抑制する。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.02%以下、

Si : 0.10%以下、

Mn : 0.4 ~ 2.0 %、

P : 0.04%以下、

S : 0.02%以下、

Cr : 3.0 ~ 20%、

Ni : 1.0 %以下、

N : 0.02%以下、

Nb : 0.2 ~ 1.0 %

を含有し、残部はFeおよび不可避免の不純物からなることを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【請求項2】 請求項1に記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、

Ti : 0.5 %以下、

Zr : 0.5 %以下、

V : 0.5 %以下および

Al : 0.5 %以下

のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【請求項3】 請求項1または2に記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、

Mo : 3.0 %以下、

Cu : 1.0 %以下および

REM : 0.3 %以下

のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【請求項4】 請求項1~3のうちのいずれか1項に記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、

Ca : 0.03%以下および

B : 0.005 %以下

のうちの1種または2種を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【請求項5】 請求項1~4のうちのいずれか1項に記載の鋼において、鋼中のNbの形態は、析出物（抽出残渣）のX線回折による Fe_2Nb の(112)強度とNb(C, N)の(200)強度との比が0.2以下であることを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、自動車やオートバイのエンジンや火力発電プラントの排気系部材などの用途に好適な、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼に関する。

【0002】

【従来の技術】自動車の排気系環境で用いられる部材のうち、排気マニホールドには、優れた高温強度が必要であり、従来から、Nbを添加したSUS 430J1L(17Cr-0.4Si-0.4Nb-0.5Cu)鋼が使用されてきた。しかし、一般に、Nb添加鋼は常温の強度が高いために、加工し難く、その改善が求められていた。一方、マフラーのように、比較的低温域で用いられる排気系部材には、加工性の上から低い降伏強度(YS)が必要であるため、従来型のNb添加鋼は適当ではなく、CrあるいはMoを添加することによって耐食性を向上させたTi添加鋼が主として使用されてきた。このTi添加鋼としては、例えば、Type432(17Cr-Ti-0.5Mo)鋼やType436(17Cr-Ti-1.3Mo)鋼などが挙げられ、これらは必要な耐食性に応じて選択して適用されてきた。しかしながら、これらTi添加鋼は、高温強度が低く、高温部材には適用できない上、粗大なTiNの生成に起因して表面性状が悪く、表面手入れを行う必要があり、製造性に劣るという問題を抱えていた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】このように、従来から、排気系部材を製造する際には、高温部と低温部という使用温度域によって、Nb添加鋼とTi添加鋼とを区別し使い分けていたために、素材メーカー、製品メーカーの両者にとって生産効率上また管理上のネックになっていた。このため、高温部から低温部までの広い温度範囲で統一的使用できる鋼種の開発が強く望まれていた。かかる要請に応えるための提案がこれまでも幾つか報告されている。例えば、特開平8-60306号公報には、0.6~1.5%Si、16~22%Crの自動車排気系部材用フェライト系ステンレス鋼が開示されている。しかし、この鋼は、その明細書中で、排気マニホールドからセンターパイプと明記されているように、排気系高温部についての材料統一を想定したものであり、マフラーまでの低温域までには適用できない。しかも、この鋼種は比較的高いSi量を含有しているため、室温強度が高く加工性に劣るものであった。また、特開昭57-60056号公報には、ロウ付け性を向上させたフェライト系ステンレス鋼が開示されている。しかし、この鋼も、Si含有量が0.38%以上添加されており、室温の強度が高く、加工が困難であるという問題があった。

【0004】そこで、本発明は、自動車エンジン、オートバイエンジン、発電プラントなどの排気系部材において、高温部から低温部までの広い温度範囲で適用可能な、高温強度および加工性に優れるとともに、良好な表面性状を有する素材を提供することを目的とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】発明者らは、Nbを0.2% (wt%、以下単に%)以上添加することによって、高温強度を高めた成分系をベースにして、いかに室温の強度上昇を抑えるかという点に着目して実験を重ねた。図1は、成分組成が、(0.005~0.010%)C-(0.05~0.20

%) Mn-(0.01~0.03%) P-(0.003 ~0.005 %) S-(1.4.0~15.0%) Cr-(0.05 ~0.20%) Ni-(0.004 ~0.012 %) N-(0.45~0.50%) Nbで、板厚が2mmの冷延焼鈍板を用いて、降伏強さYSに及ぼすSiの影響について整理したものである。また、カッコ内に後述するX線回折によるFe₂Nb ラーベス相とNb (C, N) のX線強度比も示す。図1から、Si量が0.10%よりも低い含有量になると、室温のYSが急激に低下するという新規な知見を得たのである。従来、Siは固溶強化元素であることから、その減少とともに室温のYSが低下するのは知られていた。しかし、Siをある臨界量以下まで低下させた場合に、図1のごとく、室温のYSが急激に低下するという現象は予想できなかったことである。

【0006】このような現象があらわれた理由については、必ずしも明らかではないが、図1におけるFe₂Nb ラーベス相の観察結果を勘案して、以下のような機構が考えられる。すなわち、Nb添加による室温での強度上昇は、微細なNb (C, N) 以外に、Fe₂Nb ラーベス相によってもたらされる。そして、高温強度を確保のために、0.3 %以上のNbを添加したとき、通常のSi量の範囲では、Fe₂Nb ラーベス相が析出しやすくなり、室温の強度が著しく高くなってしまう。一方、Si含有量が0.1 %以下になると、Fe₂Nb ラーベス相が著しく少なくなり、これによる強度上昇が減じて室温のYSが急激に低下する。それと同時に、低Siでは、表面性状も良好になることもわかった。また、高温になると、低Si材であってもFe₂Nb は容易に析出し 高い高温強度を示すこともわかった。なお、Fe₂Nb ラーベス相の析出程度の判定は、抽出残渣をX線回折し、Fe₂Nb ラーベス相の(112) とNb (C, N) の(200) との強度比で比較した。上述したように、Nbを添加しても、Si含有量を規制することによって、室温におけるYSの上昇を抑制することができて、優れた高温強度と加工性、さらに良好な表面性状を共に付与できるとの結論に達し、本発明を完成するに到った。その要旨構成は以下のとおりである。

【0007】(1)重量%で、C : 0.02%以下、Si : 0.10%以下、Mn : 0.4 %以上2.0 %以下、P : 0.04%以下、S : 0.02%以下、Cr : 3.0 ~20%、Ni : 1.0 %以下、N : 0.02%以下、Nb : 0.2 ~1.0 %を含有し、残部はFeおよび不可避の不純物からなることを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【0008】(2)上記 (1)に記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、Ti : 0.5%以下、Zr : 0.5 %以下、V : 0.5 %以下およびAl : 0.5 %以下のうちから選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【0009】(3)上記 (1)または (2)に記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、Mo : 3.0 %以下、Cu : 1.0 %以下およびREM : 0.3 %以下のうちから

選ばれるいずれか1種または2種以上を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【0010】(4)上記 (1)~ (3)のうちのいずれか1つに記載の鋼において、上記成分の他にさらに、重量%で、Ca : 0.03%以下およびB : 0.005 %以下のうちの1種または2種を含有することを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【0011】(5)上記 (1)~ (4)のうちのいずれか1つに記載の鋼において、鋼中のNbの形態は、析出物(抽出残渣)のX線回折によるFe₂Nb の(112) 強度とNb (C, N) の(200) 強度との比が0.2 以下であることを特徴とする、高温強度、加工性および表面性状に優れたCr含有鋼。

【0012】

【発明の実施の形態】C : 0.02%以下

Cは、靱性および加工性を劣化させる元素であり、0.02 %を超えるとこれら靱性、加工性への悪影響が顕著になるので、0.02%以下に限定する。靱性および加工性のうえから、Cの含有量は低いほどよく、上記範囲でも特に0.008 %以下に制限するのが望ましい。

【0013】Si : 0.10%以下

Siは、特に重要な元素の一つである。図1に示したように、Nb添加鋼でSi量が0.10%を超えると、Fe₂Nb ラーベス相が著しく析出しやすく、高YSとなり、また表面性状も劣化する。よって、Si含有量は0.10%以下に制限する。

【0014】Mn : 0.4 %以上 2.0%以下

Mnは、鋼の脱酸剤としての役割を有しているため、0.4 %以上添加する。過剰に添加すると、MnSを形成し、加工性を低下させ、マフラー溶接部の耐食性を低下させる。よって、Mn含有量は2.0 %以下、好ましくは0.75%以下、さらに好ましくは0.6 %以下とする。

【0015】P : 0.04%以下

Pは、靱性およびマフラー溶接部の耐食性を劣化させる元素であるので少ないほどよい。よって、P含有量は0.04%以下、好ましくは0.03%以下、さらに好ましくは0.015 %以下とする。

【0016】S : 0.02%以下

Sは、伸びおよびr値を低下させ加工性を劣化させるほか、ステンレス鋼の基本特性である耐食性をも劣化させる元素である。よって、その含有量は0.02%以下、好ましくは0.01%以下とする。ただし、過剰に低下させるとコスト高を招いて実用的ではなくなるので、下限は0.002 %程度に止めるのが望ましい。

【0017】Cr : 3.0 ~20%

Crは、耐酸化性および耐食性を改善するのに有用な元素である。これらの改善効果は3.0 %以上の添加で現れるが、20%を超えて添加すると著しく加工性の劣化を招くので、3.0 ~20%の範囲とする。Cr量は、この含有範囲

内で、排気系部材として要求される耐酸化性や耐食性のレベルに応じて選択すればよい。そして、特に加工性を考慮するときのCr含有量として、好ましくは9.0～19.0%、より好ましくは10.0～17.0%が挙げられる。

【0018】Ni: 1.0%以下

Niは、靱性を向上させる効果を有しているが、フェライト組織を不安定にするので、1.0%以下、好ましくは0.05～0.8%、より好ましくは0.5～0.8%の範囲で添加する。

【0019】N: 0.02%以下

Nは、鋼の靱性および加工性を劣化させる元素である。これらの悪影響を考慮して、N含有量は0.02%以下、好ましくは0.01%以下とする。

【0020】Nb: 0.2～1.0%

Nbは、高温強度、加工性および溶接部の耐粒界腐食性を高める効果をもつ元素である。このような効果を発揮させるためには、0.2%以上の添加が必要であるが、1.0%を超えて添加すると、0.1%以下のSi量であっても、 Fe_2Nb ラーベス相が多量に析出し、鋼の靱性、表面性状を劣化させるので、0.2～1.0%の範囲で添加する。なお、Nbの好ましい添加範囲は、0.4超～0.6%、さらに好ましくは0.45～0.55%とするのがよい。

【0021】上記基本元素に加えて、求められる特性に応じて以下の元素を添加することができる。

Ti: 0.5%以下

Tiは、 r 値を向上させる効果を有しているが、0.5%を超えて過剰に添加すると、粗大なTi (C, N) を析出し、表面性状を劣化させるので、0.5%以下の範囲で添加する。なお、好ましくは、8(%C+%N) 以下とするのがよい。

【0022】Zr: 0.5%以下

Zrは、 r 値および耐酸化性を向上させる効果を有しているが、0.5%を超えて添加すると、粗大なZr (C, N) を析出し、表面性状を劣化させるので、0.5%以下の範囲で添加する。なお、好ましくは、15(%C+%N) 以下とするのがよい。

【0023】V: 0.5%以下

Vは、 r 値を向上させる効果を有しているが、過剰に添加すると粗大なV (C, N) を析出し、表面性状を劣化させるので、0.5%以下の範囲で添加する。なお、好ましいVの添加量は、0.03%以上で、15(%C+%N) 以下の範囲である。

【0024】Al: 0.5%以下

Alは、Al脱酸を行った場合に、一般に、不可避免的に含有されてしまうが、特に悪影響を及ぼすことはない。このAlは、溶接時に表面保護スケールを生成し、大気中からのC、N、Oの侵入による靱性の低下を抑えるので、0.005%以上の添加が好ましい。しかし、0.5%を超えて添加すると加工性が著しく低下するので、0.5%以下に制限する。なお、Alの好ましい添加範囲は0.05超～0.2%

である。また、15(%C+%N) 以下を満たすことが望ましい。しかしながら、Al脱酸はコスト高となるため、コストを重要視する場合には、行わない方が好ましい。

【0025】Mo: 3.0%以下

Moは、固溶強化作用を有し、高温強度の向上に有効であるほか、耐食性の向上にも効果のある元素である。ただし、Moは高価な元素でもあるので、過度のコスト上昇を避けるために、3.0%以下の範囲に止めるのがよい。

【0026】Cu: 1.0%以下

Cuは、耐食性および加工性を向上させるのに有効な元素であり、特に0.1%以上の添加が有効である。過剰に添加すると ϵ -Cuの析出による脆化をまねくので、添加量は1.0%以下、好ましくは0.15超～0.3%未満とする。

【0027】REM: 0.3%以下

REMは、La、Ceなどのランタノイド元素とY、Scの総称であり、工業的にはミッシュメタルなどとして添加される。このREMは耐酸化性向上に有効な元素であり、添加量の増大とともにその効果も大きくなるが、0.3%を超えて添加すると靱性が低下するので、0.3%以下に限定する。

【0028】Ca: 0.03%以下

Caは、スラブの casting 時のノズル詰まりを抑制する効果を有する元素である。しかしながら、0.03%を超えて添加しても、その効果が飽和するばかりでなく、Ca含有介在物を起点とした孔食が発生して、耐食性が劣化するので、0.03%以下とする。

【0029】B: 0.005%以下

Bは、2次加工性の向上に有効な元素である。0.005%を超えて添加すると多量のBNを生成して加工性が劣化するので、0.005%以下に限定する。なお、好ましい含有範囲は、その効果が顕著となる0.0004%以上で、かつ加工性の劣化がほとんどない0.0015%以下である。

【0030】加工前の鋼中Nbの存在形態

Fe_2Nb ラーベス相は、図1で示したように、YSの上昇と表面性状の劣化を招くので、加工前の鋼中のNbは Fe_2Nb ラーベス相としては存在しないことが望ましい。鋼中における Fe_2Nb ラーベス相の存在は、抽出残査のX線回折によって知ることができる。Nb (C, N) が優先的に析出するため、Nb (C, N) の回折ピークと Fe_2Nb のその比で検討した。このようにして抽出残査のX線回折で検出される Fe_2Nb ラーベス相の回折強度比が小さいほど、すなわち Fe_2Nb ラーベス相としてのNb量が少ないほど、低YS化と良好な表面性状を達成することができる。そして、抽出残査中のX線回折で、 Fe_2Nb ラーベス相が検出されないことがもっとも望ましい。なお、 Fe_2Nb ラーベス相は、加工前に検出されなくても、加工後に高温加熱された場合に析出し、検出される。このような場合、加工前に鋼中に Fe_2Nb が存在しないか、少量であることが重要である。

【0031】以上述べた発明鋼の製造に当たっては、ス

ステンレス鋼などのCr含有鋼に一般的に採用されている方法をほぼそのまま適用することができる。その好適な製造工程とその具体的条件を例示すれば、熱延後 950℃以上の温度で焼鈍し、冷間圧延率は60%以上とし、最終仕上げ焼鈍温度も 950℃以上として、途中工程で析出した Fe_2Nb ラーベス相を固溶させることが望ましい。

【0032】

【実施例】次に本発明を実施例にもとづいて具体的に説明する。表1に示す成分組成からなる鋼を溶製したのち、1250℃に加熱後、熱間圧延により5mm厚の熱延板とした。この熱延板に、焼鈍、酸洗、冷間圧延、仕上げ焼鈍および酸洗を順次施し、2mm厚の冷延焼鈍板とした。かくして得られた冷延焼鈍板について、以下に示す方法により各種評価を行った。

(1) 高温強度

板厚2mmの板状試験片を用いて、0.3%/分の引張速

度で700℃における0.2%耐力を測定した。その値を次の基準で評価した。

100 MPa 以上：A A

80 MPa 以上、100 MPa 未満：A

50 MPa 以上、80 MPa 未満：B

50 MPa 未満：C

(2) 室温での加工性

圧延方向から、JIS13号Bの引張試験片(板厚2mm)を採取し、降伏強さYSを測定するとともに、伸びを測定した。このYSが小さいほど、また伸びが大きいほど加工性が優れていると言える。

(3) 表面性状

熱延板の状態、表面手入れが必要か否かを、目視で判定した。

【0033】

【表1】

鋼	化 学 成 分 (wt%)													備 考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Nb	Al	Ti, Zr, V	Cu, Mo, REM	B, Ca	
1	0.005	0.04	0.41	0.013	0.003	15.7	0.15	0.008	0.36	0.001	—	—	—	
2	0.005	0.08	0.43	0.021	0.004	15.5	0.09	0.007	0.48	0.004	—	Cu/0.21	—	
3	0.005	0.04	0.43	0.031	0.004	14.5	0.32	0.009	0.48	0.004	Ti/0.08	Cu/0.18	—	
4	0.005	0.09	0.81	0.034	0.004	14.5	0.12	0.009	0.46	0.052	—	Cu/0.23	—	
5	0.005	0.04	0.51	0.014	0.004	14.5	0.25	0.009	0.47	0.070	—	Mo/0.52, Cu/0.16	—	
6	0.005	0.03	0.45	0.012	0.004	17.8	0.22	0.008	0.37	0.002	—	Mo/1.89	—	
7	0.006	0.07	0.48	0.014	0.006	11.5	0.12	0.008	0.45	0.033	—	Ca/0.23	B/0.0007	
8	0.006	0.04	0.51	0.013	0.004	11.9	0.33	0.008	0.52	0.061	Ti/0.05	Cu/0.18, REM/0.04	Ca/0.005	
9	0.005	0.05	0.43	0.015	0.005	14.3	0.23	0.007	0.49	0.002	V/0.13	—	—	
10	0.008	0.07	0.44	0.013	0.005	16.8	0.05	0.009	0.49	0.023	—	Cu/0.21, Mo/0.35, REM/0.07	—	
11	0.008	0.07	0.42	0.019	0.005	16.9	0.05	0.009	0.49	0.043	Zr/0.09	Ca/0.19, Mo/0.13	—	
A	0.006	0.42	0.41	0.024	0.005	16.6	0.15	0.008	0.41	0.003	—	Ca/0.51	—	SUS430J1L
B	0.005	0.15	0.43	0.022	0.004	14.5	0.33	0.009	0.45	0.022	—	Ca/0.12	—	
C	0.013	0.11	0.40	0.029	0.004	14.5	0.09	0.009	0.32	0.003	Ti/0.52	Ca/0.11	—	
D	0.005	0.11	0.45	0.025	0.002	17.4	0.12	0.008	—	0.003	Ti/0.24	Mo/1.32	—	Type 436
E	0.005	0.07	0.35	0.025	0.002	17.3	0.15	0.008	—	0.003	Ti/0.25	Mo/0.55	—	Type 432

【0034】これらの試験結果を表2にまとめて示す。比較例のうち、鋼Aは従来鋼SUS430J1Lであり、Siが多すぎるため、 Fe_2Nb ラーベス相が多量に検出され、加工性低下の程度を表す室温のYSが高く、また表面性状も伸びも劣る。鋼Bも、Siが高いため、(14~16%) Cr-Moレス材である発明例である鋼1~鋼4、鋼9より、YSが高く、表面性状も伸びも劣る。鋼Cは、Nbが適正量添加されているものの、Tiが過剰に添加されているために、表面性状が劣る。鋼D、鋼Eは、Nbが添加されていないので、高温強度が低く、加工性と表面性状とが共に劣っている。これに対して、発明例である鋼1~鋼11は、高温強度は従来鋼(SUS430J1L)以上の値を示すうえ、低YSで加工しやすく、しかも表面性状も優れている。

【0035】

【表2】

鋼	Fe, Nb* ラーベス ピーク強度比	高温強度	加工性: 室温YS (MPa)	加工性: 室温伸び (%)	表面性状	備 考
1	0	A	250	40	○	発明例
2	0	A	270	38	○	発明例
3	0	A	260	40	○	発明例
4	0.18	A	280	36	○	発明例
5	0	AA	270	40	○	発明例
6	0	AA	290	36	○	発明例
7	0	A	240	41	○	発明例
8	0	A	250	39	○	発明例
9	0	A	250	40	○	発明例
10	0	AA	290	36	○	発明例
11	0	AA	290	38	○	発明例
A	0.21	A	330	34	×	比較例
B	0.22	A	300	35	×	比較例
C	0.21	A	290	37	×	比較例
D	—	B	310	36	×	比較例
E	—	C	290	37	×	比較例

* $\frac{\text{Fe}_2\text{Nbの(112)強度}}{\text{Nb(C,N)の(200)強度}}$

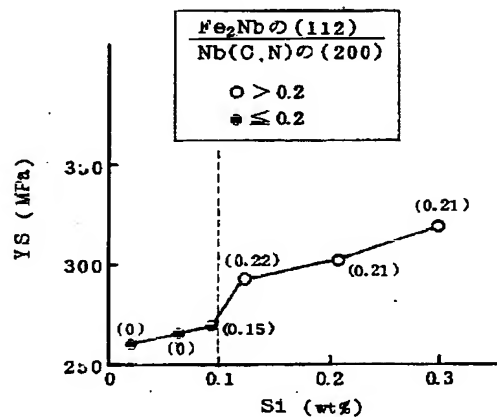
【0036】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、高温強度、加工性および表面性状の全てに優れたCr含有鋼を提供することが可能となる。従って、自動車、オートバイのエンジンをはじめとする排気系部品において、排気マニフォールド、フロントパイプ、コンバーターシェル等の高温部にも好適に使用できるだけでなく、室温では軟質であるので、従来は加工が困難であった、マフラーやミドルパイプ等の低温部にも適用可能である。なお、本発明鋼を、耐食性が求められる低温部材として使用する場合には、必要な耐食性レベルに応じて、Cr、Mo等の添加量を調整すればよい。また、火力発電プラントの排気経路部材も上記自動車エンジン排気部材と同様な特性が要求されるので、本発明鋼はかかる用途にも適用可能である。さらに、本発明鋼は表面性状が優れているので、表面性状が求められる他の多くの分野においても十分に使用可能である。

【図面の簡単な説明】

【図1】Si含有量が室温の降伏強さYSに及ぼす影響を示すグラフである。

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 佐藤 進
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製
鉄株式会社技術研究所内